تأثیر محیط‌های نیتروژن و خلاء و افزودن قلع بر فرایند چگالش پودر پیش آلیاژ Al-Cu-Mg حین تف‌جوشی فراجامد*

حسین مومنی(۱)		سید حسین رضوی(۲)		سعید شبستری(۳)

چکیده

در این تحقیق، تف‌جوشی فراجامد در حضور فاز مایع پودر آلیاژ آلومینیم ۲۰۲٤ از نوع پیش آلیاژ بررسی شد. آزمون‌های تحلیل تغییرات حرارتی (DTA) و تعیین تغییرات حرارتی وزن (TGA) در دو محیط خلاء و نیتروژن انجام شدند. محیط نیتروژن به‌دلیل تشکیل نیترید آلومینیم، فرایند چگالش را بهبود داد. بیش‌ترین چگالی در دمای ℃ ٦۱۰ و درون محیط نیتروژن به‌دست آمد، و این مقدار ۹۸/۸ درصد چگالی نظری بود. با افزودن ۰/۱ درصد قلع، تف‌جوشی بهبود یافت، و چگالی نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ℃ ٦۱۰ به ۹۹/۳ درصد میزان نظری افزایش یافت. نتایج نشان دادند که با افزودن ۰/۱ درصد قلع، سختی و استحکام خمشی نمونه‌ها به‌ترتیب ۵/۲ و ٤/٤ درصد افزایش می‌یابند.

واژه‌های کلیدی آلیاژ آلومینیم ۲۰۲٤، تف‌جوشی فراجامد در حضور فاز مایع، چگالش، محیط.

Effects of Nitrogen and Vacuum Atmospheres and Addition of Tin on the Densification of Al-Cu-Mg pre-alloyed Powder During Supersolidus Liquid-Phase Sintering

H. Momeni		S.H. Razavi		S.G. Shabestari

Abstract

In this research, supersolidus liquid-phase sintering of aluminum alloy 2024 in pre-alloyed condition was investigated. Differential thermal analysis (DTA) and thermal gravimetric analysis (TGA) were carried in nitrogen and vacuum atmospheres. The densification process was improved within the nitrogen atmosphere due to the formation of aluminum nitride (AlN). The maximum density was achieved at 610 ºC in nitrogen atmosphere. This process led to produce samples with a relative density of 98.8%. The relative densities after sintering increased to the maximum value of 99.3% with the addition of 0.1 wt.% Sn. The results showed 5.2 and 4.4% increase in the hardness and bending strength, respectively, with the addition of 0.1 wt.% Sn.

Key Words Aluminium Alloy 2024, Supersolidus liquid- Phase Sintering, Densification, Atmosphere.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۱۱/۱۰ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۹۰/۳/۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسوول: دانشجوی دکترای، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۲) استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

روش پرس‌کاری- تف‌جوشی یکی از روش‌های اقتصادی برای تولید قطعاتی به شکل نهایی و یا نزدیک به نهایی است، و از آن می‌توان برای تولید قطعات بسیار پیچیده در صنایع خودرو و هوا- فضا استفاده کرد. تف‌جوشی آلومینیم به‌دلیل ایجاد یک لایه‌ی اکسیدی بر روی سطح آن، معمولاً کاری مشکل است. برای شکستن این لایه‌ی اکسیدی و ایجاد شرایط مناسب برای نفوذ و تف‌جوشی، لازم است حین تف‌جوشی فاز مایع تشکیل شود. تف‌جوشی در حضور فاز مایع به دو شکل اصلی انجام می‌گیرد:

۱- تف‌جوشی در حضور فاز مایع گذرا: در این حالت، مذابی که حین تف‌جوشی به‌وجود می‌آید با انجام فرایند تف‌جوشی به‌دلیل انحلال در فاز جامد و یا تشکیل یک فاز جامد از بین می‌رود.

۲- فاز مذاب پایدار: در این حالت، مذاب در دماهای بالای فرایند تف‌جوشی و درون مخلوط پودر و یا درون پودر پیش آلیاژ شده تشکیل می‌شود. به نوع اول فرایند، تف‌جوشی در حضور فاز مایع (LPS, Liquid Phase Sintering)، و به نوع دوم آن تف‌جوشی فراجامد در حضور فاز مایع (SLPS, Supersolidus Liquid Phase Sintering) می‌گویند [1].

در فرایند تف‌جوشی فراجامد، پودر پیش آلیاژ شده در گستره‌ی دمایی نمودارهای جامد و مایع گرم می‌شود، و این منجر به تشکیل فاز مذاب درون ذرات خواهد شد. مذاب تشکیل شده به‌دلیل خاصیت مویینگی در مرزهای دانه پخش شده و در نتیجه‌ی نظم‌دهی مجدد چگالش سریع رخ می‌دهد.

عوامل زیادی بر خواص قطعات تف‌جوشی شده تأثیر دارند. محیط کوره یکی از عوامل کلیدی در تف‌جوشی است. اغلب مطالعات بر روی تف‌جوشی در حضور فاز مایع در مورد پودرهای مخلوط شده به روش عنصری متمرکز شده است. علی‌رغم شباهت‌هایی که بین دو فرایند مختلف تف‌جوشی وجود دارند، تفاوت‌هایی هم با یک‌دیگر دارند. این دو فرایند به‌طور مختصر در جدول (۱) با هم مقایسه شده‌اند.

جدول ۱ مقایسه فرایندهای تف‌جوشی در حضور فاز مایع و فراجامد در حضور فاز مایع

	تف‌جوشی در حضور فاز مایع	تف‌جوشی فراجامد در حضور فاز مایع
نوع پودر	پیش آلیاژ شده	مخلوط پودرهای عنصری
ایجاد مذاب	ذوب مختصر ذرات	- ذوب یک عنصر - توسط واکنش بین عناصر
موقعیّت ذوب	درون ذرات چندبلور	بین ذرات
کسرحجمی مذاب	وابسته به ترکیب شیمیایی و دما (مطابق قانون اهرم)	وابسته به ترکیب شیمیایی
جدایش جامد- مذاب	ته‌نشینی ذرات جامد به‌میزان مختصر	ته‌نشینی دانه‌های جامد در آلیاژهای سنگین

محیط کوره در تف‌جوشی سه نقش متفاوت دارد:

۱- جلوگیری از وقوع واکنش‌های نامطلوب و اکسایش

۲- احیای اکسیدهای واقع بر روی سطح فلزات

۳- وقوع واکنش‌های مطلوب و کمک به خروج مواد فرّار

احیای لایه‌های اکسیدی بر روی آهن در محیط‌های رایج مانند آمونیاک رخ می‌دهد. لایه‌ی اکسید آلومینیم از نقطه نظر ترمودینامیکی بسیار پایدار است و احیای آن در محیط‌های متداول ناممکن است. بنابراین، محیط در تف‌جوشی آلومینیم باید از اکسایش

مجدد درون کوره جلوگیری کند. تحقیق‌های اخیر در مورد تف‌جوشی آلومینیم نشان داده‌اند که رطوبت موجود در محیط برای دست‌یابی به خواص مطلوب مضر است [2]. گزارش شده است که نیتروژن از آمونیاک و خلاء موثرتر است. در بیش‌تر گزارش‌ها تأثیر مفید نیتروژن را مربوط به واکنش آن با آلومینیم و تشکیل نیترید آلومینیم (AlN) و بهبود چگالش دانسته‌اند [3]. این واکنش به‌صورت زیر است [2]:

$$Al + N \rightarrow AlN \quad (1)$$

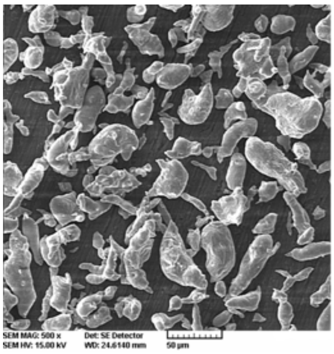
بعضی از محققان تأثیر هیدروژن را ناچیز گزارش کرده‌اند [4]، و گروه دیگری از آن‌ها تأثیر حضور هیدروژن در محیط نیتروژن را بسیار مضر دانسته‌اند [5]. افزون بر این، حضور بخار آب همراه با هیدروژن را موجب پایداری هیدرات آلومینا و مانعی برای انقباض معرفی کرده‌اند [5]. تأثیر افزودن قلع بر بهبود تف‌جوشی مخلوط پودرهای عنصری Al-Cu-Mg [3,5] و یا پیش آلیاژی Al-Si بررسی شده است [6]. با این‌حال، تحقیق چندانی در مورد تأثیر محیط کوره و افزودن جزئی قلع بر روی فرایند تف‌جوشی فراجامد پودرهای پیش آلیاژ Al-Cu-Mg انجام نشده است . در تحقیق حاضر، تأثیر محیط و افزودن جزئی عنصر قلع بر فرایند تف‌جوشی فراجامد پودر آلیاژ آلومینیم ۲۰۲٤ به‌شکل پیش آلیاژ و نقش آن بر چگالش بررسی شده است.

روش آزمایش

در این تحقیق، از پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ با ترکیب شیمیایی موجود در جدول (۲) و ذرات کوچک‌تر از ۱۰۰ میکرون (تولید شده به‌روش افشانش توسط شرکت متالوژی پودر خراسان) استفاده شده است. ترکیب شیمیایی پودر مورد استفاده توسط دستگاه XRF تأیید شد. در شکل (۱)، تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) از مورفولژی پودر مورد استفاده نشان داده شده است. پودر قلع (از نوع مرک آلمان) با اندازه ذرات کم‌تر از ۷۱ میکرون به میزان ۰/۱ درصد وزنی به‌عنوان افزودنی به‌همراه پودر پیش آلیاژ درون یک آسیای ماهواره‌ای با تعداد کم گلوله مخلوط شد. پودرهای با و بدون قلع به‌روش تحلیل حرارتی (DTA) بررسی شدند. نرخ افزایش دما ۱۰ درجه‌ی سانتی‌گراد در دقیقه انتخاب شد، و محیط‌های خلاء و نیتروژن برای مطالعه در نظر گرفته شدند.

جدول ۲ ترکیب شیمیایی پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ (به درصد وزنی)

Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn
بقیه	3.95	1.23	0. 45	0.27	0.36



شکل ۱ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ مورد استفاده در این تحقیق

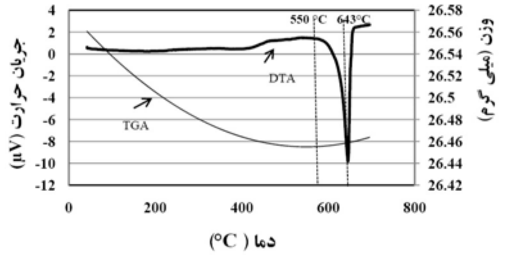
با فشردن مخلوط پودر پیش آلیاژ با و بدون افزودنی قلع با فشار ۳۰۰ MPa درون قالب استوانه‌ای به‌قطر ۱۲ میلی‌متر، نمونه‌های خام تهیه شدند. از اسید اُلِییک به‌عنوان ماده‌ی روان‌ساز سطوح قالب استفاده شد. نمونه‌ها به‌مدت ۲۰ دقیقه در دمای ۳۰۰ °C درون یک کوره‌ی افقی پیش‌گرم شدند. سرعت حرارت‌دهی نمونه‌ها تا دمای تف‌جوشی، ۱۰ درجه‌ی سانتی‌گراد بر دقیقه بود. فرایند تف‌جوشی در دمای مورد نظر به‌مدت

۳۰ دقیقه انجام گرفت. تف‌جوشی درون دو محیط نیتروژن و خلاء صورت پذیرفت.

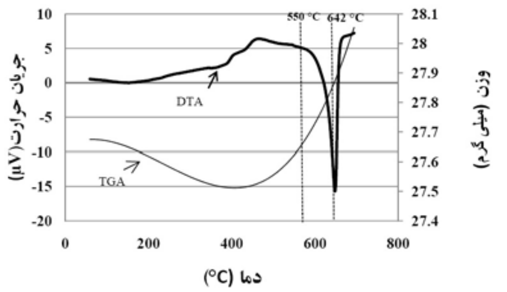
چگالی نمونه‌های تف‌جوشی شده مطابق با استاندارد ASTM B328 [9]، اندازه‌گیری شد. از آزمون خمش سه نقطه‌ای، مطابق با استاندارد ASTM B528 [10]، برای بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها استفاده شد. برای این منظور، نمونه‌هایی به ابعاد ۲۰×۵×٦ میلی‌متر تهیه شدند. پس از تف‌جوشی در شرایط بهینه‌ی دمایی، آزمون خمش انجام شد. مطالعات ریزساختاری و بررسی‌های سطح شکست با استفاده از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی انجام گرفت.

نتایج و بحث

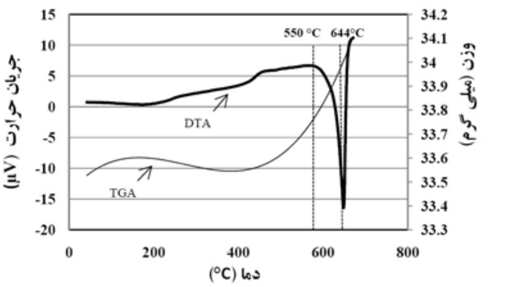
در شکل‌های (۲) تا (٤)، رفتار پودرهای تهیه شده حین افزایش دما با نرخ ۱۰ ºC/min درون محیط خلاء و نیتروژن نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، منطقه‌ی دمایی بین نمودارهای جامد و مایع برای آلیاژ ۲۰۲٤ در گستره‌ی ٦٤۰–۵۵۰ °C می‌باشد، و با افزایش قلع به‌میزان ۰/۱ درصد تغییر محسوسی در آن ایجاد نشده است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که افزودن ۰/۱ درصد قلع تأثیر چندانی بر گستره دمای انجمادی آلیاژ ندارد. افزون بر این، در رفتار ذوب پودر در محیط خلاء و نیتروژن تغییر محسوسی دیده نمی‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ذوب شدن درون یک منطقه‌ی دمایی خاص رخ داده است. این پدیده نشان می‌دهد که فرایند تف‌جوشی فراجامد در این آلیاژ می‌تواند به وقوع بپیوندد. تأثیر دمای تف-جوشی بر چگالی نسبی نمونه‌ها پس از تف‌جوشی در محیط نیتروژن، در شکل (۵) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش دما تا ٦۱۰ °C، چگالی افزایش یافته است. پس از انجام این فرایند، چگالی نسبی ۹۸/۸ درصد برای پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ به‌دست آمد، و چگالی با افزودن ۰/۱ درصد قلع به آن تا ۹۹/۳ درصد افزایش یافت. در شکل (٦)، چگالی نمونه‌ی خام و تف‌جوشی شده در دمای ٦۱۰ °C درون محیط خلاء و نیتروژن نشان داده شده‌اند.



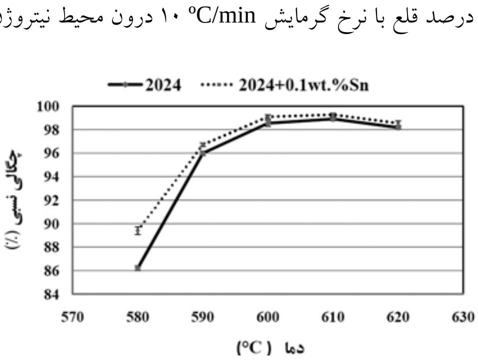
شکل۲ نمودار TGA و DTA در مورد آلیاژ ۲۰۲٤ با نرخ گرمایش ۱۰ ºC/min درون محیط خلاء



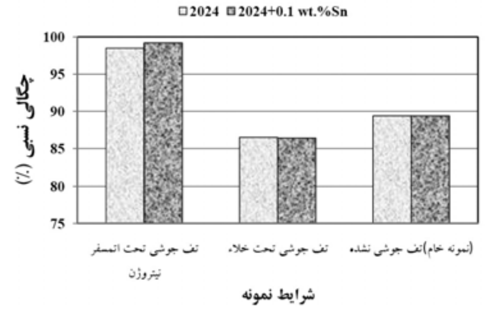
شکل ۳ نمودار TGA و DTA در مورد آلیاژ ۲۰۲٤ با نرخ گرمایش ۱۰ ºC/min درون محیط نیتروژن



شکل ٤ نمودار TGA و DTA در مورد آلیاژ ۲۰۲٤ به‌همراه ۰/۱ درصد قلع با نرخ گرمایش ۱۰ ºC/min درون محیط نیتروژن

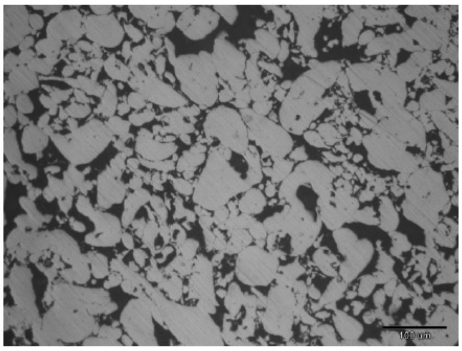


شکل ۵ تغییرات چگالی نمونه‌های تف جوشی شده از هردو آلیاژ بدون قلع و حاوی ۰/۱ درصد قلع

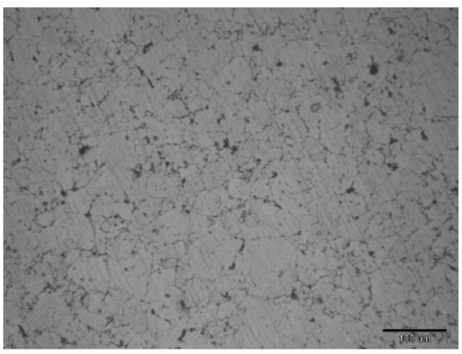


شکل ٦ نمودار تغییرات چگالی با تغییر محیط برای تف‌جوشی در دمای ٦١٠ °C

مشاهده می‌شود که چگالی نمونه‌ی تف‌جوشی شده در محیط خلاء کم‌تر از چگالی نمونه‌ی خام است، و چگالی نمونه‌ی تف‌جوشی شده در محیط نیتروژن بیش‌ترین مقدار را داراست. در شکل (۷)، ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده در نیتروژن و خلاء به تصویر کشیده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، میزان تخلخل در نمونه‌ی تف‌جوشی شده در خلاء بسیار بیش‌تر از نمونه‌ی تف‌جوشی شده درون محیط نیتروژن است. نمونه‌های خام آزمون خمش از جنس آلیاژ ۲۰۲٤ با ۰/۱ درصد قلع و بدون قلع درون محیط نیتروژن در دمای ٦١٠ °C تف‌جوشی شدند. نتایج آزمون‌های انجام شده بر روی آن‌ها در جدول (۳) آمده است. مقادیر سختی و استحکام خمشی آلیاژ حاوی قلع کمی بالاتر از آلیاژ بدون قلع است، و این به بهبود چگالش در نتیجه‌ی حضور ۰/۱ درصد قلع در آن مربوط می‌شود. در شکل‌های ۳ و ٤ دیده می‌شود که حرارت‌دهی در محیط نیتروژن منجر به کاهش وزن در دماهای کم‌تر از ٤٠٠ °C و افزایش وزن در دماهای بالاتر از آن شده است. در تحلیل این رفتار می‌توان گفت که در دماهای پایین‌تر از ٤٠٠ °C، مواد فرّار پودر (از جمله بخار آب) خارج می‌شوند، در حالی‌که افزایش وزن در دماهای بالاتر از ٤٠٠ °C به واکنش نیتروژن با آلومینیم نسبت داده شده است. با این‌حال، نتایج آزمون تعیین تغییرات حرارتی وزن (TGA) مربوط به پودر در محیط خلاء (شکل (۲)) چنین رفتاری را نشان نمی‌دهد. برای تأیید سازوکار ارایه شده برای این رفتار، از سطح شکست نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ٦١٠ °C درون محیط نیتروژن به‌روش طیف‌سنجی عنصری (EDS) به‌عمل آمد. در شکل (۸) تصویرهای سطح شکست نمونه‌های با ۰/۱ درصد و بدون قلع، و در جدول (٤) نتایج آزمون طیف‌سنجی عنصری از سطح شکست هر دو نمونه نشان داده شده‌اند. مشاهده می‌شود که هر دو نمونه دارای سطح شکست ترد هستند. افزون بر این، نتایج طیف‌سنجی عنصری سطح شکست حضور نیتروژن در هر دو نمونه را اثبات می‌کنند. با توجه به شواهد به‌دست آمده در این تحقیق و امکان انجام واکنش نیتروژن با آلومینیوم، افزایش وزن دیده شده در نمونه‌های تف‌جوشی شده در حضور نیتروژن به واکنش آلومینیم با نیتروژن مربوط می‌شود.



(الف)



(ب)

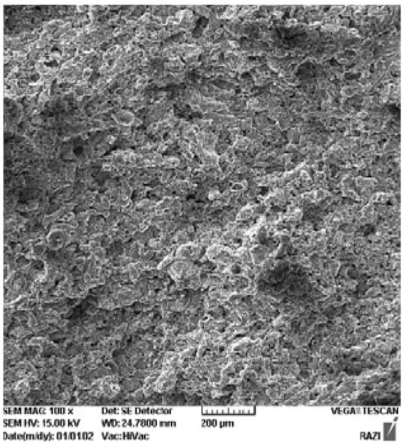
شکل ۷ ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده‌ی آلیاژ ۲۰۲٤ در محیط‌های نیتروژن و خلاء در دمای ٦١٠ °C؛ (الف): محیط خلاء، و (ب): محیط نیتروژن

جدول ۳ نتایج آزمون سختی‌سنجی و خمش نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای $610\ ^{\circ}C$

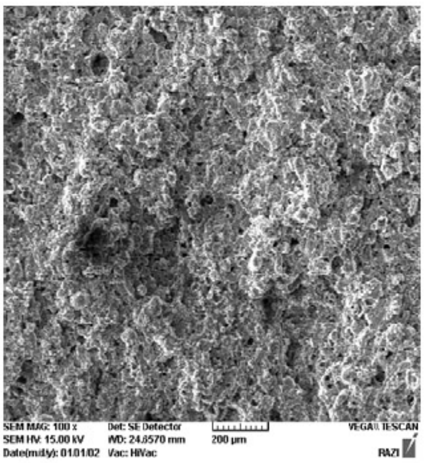
آلیاژ	استحکام خمشی (MPa)	سختی برینل (HB)
۲۰۲۴	۳۲۰ ± ۵/۵	۷۸ ± ۱/۵
۲۰۲٤-0.1wt.%Sn	۳۳٤ ± ٤/۹	۸۲ ± ۱/٦

جدول ٤ نتایج طیف‌سنجی عنصری از سطوح شکست نمونه‌های آزمون خمش (به درصد وزنی)

آلیاژ	Al	Mg	Cu	Fe	N
۲۰۲٤	۹۰/۲٦	٤/۹٤	۳/۵۵	۰/۳٤	۰/۹
۲۰۲٤-0.1wt.%Sn	۸۹/٤۷	۵/۰٤	٤/۱	۰/۵۹	۰/۸

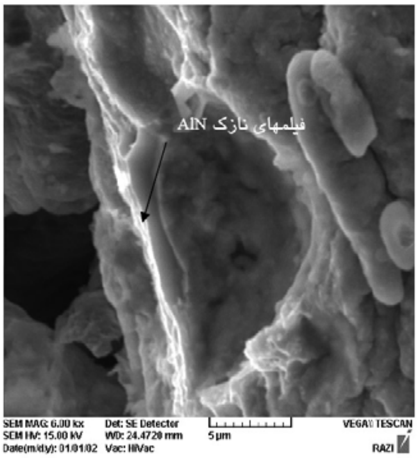


(الف)



(ب)

شکل۸ سطوح شکست نمونه‌های آزمون خمش؛ نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای $610\ ^{\circ}C$، (الف): آلیاژ ۲۰۲٤، و(ب): آلیاژ ۲۰۲٤ با ۰/۱ درصد قلع



شکل۹ تصویر سطح شکست از نمونه‌ی حاوی۰/۱ درصد قلع، تف‌جوشی شده در دمای ٦١٠ °C

در شکل (۹)، حضور نیترید آلومینیم به‌شکل یک لایه‌ی نازک در ساختار مشخص است. نتیجه‌ی طیف‌سنجی عنصری از این لایه در جدول (٥) آورده شده است.

با مقایسه‌ی نتایج آزمون تعیین تغییرات حرارتی وزن در شکل‌های (٣) و (٤) مربوط به آلیاژ با ۰/۱ درصد و بدون قلع و محاسبه‌ی میزان افزایش وزن پودر از نقطه‌ی کمینه (پس از خروج مواد فرّار) می‌توان دریافت که میزان افزایش وزن پودر در نمونه‌ی دارای ۰/۱ درصد قلع ۱/۵۷ درصد و در نمونه‌ی بدون قلع ۱/۷۸ درصد است. به عبارت دیگر، با افزودن ۰/۱ درصد قلع به آلیاژ، تشکیل نیترید کاهش یافته است، و این به‌دلیل ایجاد پوشش قلع بر روی ذرات است که تشکیل نیترید آلومینیم را به تعویق می‌اندازد [6]. تنش سطحی قلع ٤٠ درصد از آلومینیم کم‌تر است. بنابراین، جدایش قلع در فصل مشترک مذاب- بخار رخ داده و به‌همین دلیل، تنش سطحی کاهش محسوسی یافته، [3]، و تر شوندگی بهبود می‌یابد. به این ترتیب، چگالش بهتری به وقوع می‌پیوندد.

نکته‌ی مهم این است که با توجه به حضور لایه‌ی اکسیدی در سطح ذرات پودر، واکنش آلومینیم با نیتروژن چگونه اتفاق می‌افتد. مطالعات انجام شده پیرامون تأثیر عنصر منیزیم در آلیاژهای آلومینیم نشان داده‌اند که اتم‌های منیزیم محلول در دماهای بالاتر از ٥٠٠ °C تمایل به مهاجرت از سطح داخلی پودر به سطح خارجی آن را داشته و با اکسید آلومینیم به صورت زیر واکنش می‌دهند [11]:

$$4Al_2O_3 + 3Mg \rightarrow 3Al_2MgO_4 + 2Al \qquad (۲)$$

بنابراین با توجه به حضور منیزیم در آلیاژ ۲۰۲٤، وقوع این واکنش حین انجام تف‌جوشی امکان‌پذیر است. با انجام مطالعات طیف‌سنجی فُتوالکتریکی اشعه X (XPS, X-Ray Photoelectron Spectroscopy)، معلوم شده است که آلومینیم فلزی در سطح ذرات پودر وجود دارد [11]، و حضور آن را به وقوع واکنش فوق‌الذکر نسبت داده‌اند. پیزونکا و همکارانش با انجام مطالعات طیف‌سنجی الکترون اُگر (AES, Auger Electron Spectroscopy) بر روی پودرهای آلومینیم حاوی منیزیم نشان داده‌اند که بیشینه‌های مربوط به منیزیم در حالت اکسیدی در سطح ذرات پودر ظاهر می‌شوند [5]. این واکنش باعث شکست لایه‌ی اکسیدی می‌شود و به این ترتیب، تشکیل نیترید آلومینیم (AlN) آسان‌تر می‌شود. سازوکارهای ممکن

برای تأثیر تشکیل نیترید آلومینیم بر فرایند تف‌جوشی عبارتند از:

۱- گسترش فاز مذاب درون شبکه‌ی حفره‌ها حین تف‌جوشی به زاویه‌ی ترشوندگی، مطابق با معادله‌ی یانگ، بستگی دارد:

$$\gamma_{lg}\cos(\theta) = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \qquad (۳)$$

که در آن، γ_{lg}، γ_{ls} و γ_{sg} به‌ترتیب انرژی‌های فصل مشترک مذاب- بخار، مذاب- جامد و جامد- گاز می‌باشند. مطابق با معادله‌ی یانگ، هنگامی مذاب جامد را تر می‌کند که زاویه‌ی ترشوندگی آن کم‌تر از ۹۰ درجه باشد. هر عاملی که کشش سطحی جامد- مذاب را کاهش دهد، زاویه‌ی ترشوندگی را کاهش داده و بنابراین، تف‌جوشی را بهبود می‌دهد. آلومینا یک ترکیب آنیونی- کووالانسی است، و عموماً به وسیله‌ی فلزات مذاب در دمای کم‌تر از $°C$ ۱۰۰۰ تر نمی‌شود [2]، در حالی‌که نیترید آلومینیم یک ترکیب کووالانسی است و فلزات مذاب آن را تر می‌کنند. گزارش شده است که زاویه‌ی تماس بین آلومینیم و نیترید آلومینیم در دمای $°C$ ۱۱۰۰ برابر با ٤۱ درجه است [12]، و این نصف زاویه‌ی تماس بین آلومینیم و آلومینا است. بنابراین، ممکن است که نقش نیتروژن افزایش ترشوندگی باشد [2,13].

۲- واکنش تشکیل نیترید آلومینیم شدیداً گرمازاست (گرمای آزاد شده ۳۱۸ کیلو ژول بر مول است [2])، و این می‌تواند تف‌جوشی را بهبود دهد. با این وجود، افزایش دما به سرعت تشکیل نیترید آلومینیم بستگی دارد. گزارش شده است که هنگام تشکیل نیترید آلومینیم با بیش‌ترین سرعت، دما به اندازه‌ی ۰/۱ درجه‌ی سانتی‌گراد بر دقیقه افزایش می‌یابد [2]. این میزان زمان قابل ملاحظه‌ای نیست و نمی‌تواند منجر به افزایش عمده‌ی میزان مذاب شود.

۳- پر شدن حفره‌ها حین تشکیل نیترید آلومینیم فشار درون فضای حفره‌های بسته را کاهش می‌دهد، نیروی مینسکوز را نامتوازن کرده و پرشدگی حفره‌ها رخ می‌دهد. پر شدن حفره‌ها یکی از سازوکارهای مهم برای چگالش آلومینیم درون محیط نیتروژن است [2].

نتایج مشابهی در مورد پودرهای پیش آلیاژ ٦۰٦۱، [۱٤]، و Al-Mg، [15]، به‌دست آمده است. ابتدا به‌دلیل نظم‌گیری مجدد ذرات حین واکنش در حضور تنش تف‌جوشی که توسط کینگری به‌دست می‌آید، سرعت تف‌جوشی زیاد است [3]:

$$\sigma_s = \frac{2\gamma_{LV}}{r_p} - \Delta P_{gas} \qquad (٤)$$

در این رابطه، $\frac{2\gamma_{LV}}{r_p}$ فشار موئینگی، γ_{LV} تنش سطحی مذاب- بخار، r_p شعاع حفره، و ΔP_{gas} اختلاف فشار گاز محبوس شده در حفره‌های بسته و گاز درون محیط کوره هستند. تنش سطحی مذاب تر کننده ذرات را به‌سمت یکدیگر می‌کشاند. پس از این مرحله، سرعت تف‌جوشی به‌صورت یکنواخت کاهش یافته و فرایند نظم‌گیری مجدد ناشی از نفوذ به وقوع می‌پیوندد. در نمونه‌های تف‌جوشی شده در خلاء و در دمای تف‌جوشی، گازهای محبوس شده درون حفره‌ها افزایش حجم داده و در نهایت موجب کاهش چگالی نمونه می‌شوند.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تأثیر محیط و افزودن عنصر قلع بر چگالش نمونه‌های تف‌جوشی شده‌ی پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ بررسی شد، و نتایج زیر به‌دست آمد:

۱- محیط نیتروژن به‌دلیل تشکیل نیترید آلومینیم، چگالش نمونه‌ها را بهبود بخشید. چگالی نمونه‌های

تف‌جوشی شده درون این محیط در دمای بهینه (۶۱۰ °C) برابر با ۹۸/۸ درصد چگالی نظری بود.

۲- با افزودن ۰/۱ درصد قلع به پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤، تشکیل نیترید آلومینیم به تأخیر افتاد، و عمل چگالش با توجه به ترشوندگی بهتر قلع بهبود یافت. در این شرایط، چگالی نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای بهینه تا ۹۹/۳ درصد میزان نظری افزایش یافت و در نتیجه، استحکام خمشی به‌میزان ٤/٤ درصد و سختی به اندازه‌ی ۵/۲ درصد بهبود یافتند.

۳- در نمونه‌های تف‌جوشی شده در خلاء و در دمای تف‌جوشی، گازهای محبوس شده درون حفره‌ها افزایش حجم یافته و در نهایت چگالی نمونه‌ها را کاهش دادند.

مراجع

1. German, R.M. "*Sintering theory and practice*", Wiley, New York, Ny, (1996).
2. Schaffer, G.B. , Hall, B.J. , Bonner, S.J., Huo, S.H. and Sercombe, T.B., "*The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminum*", Acta Materialia, Vol. 54 , pp. 131–138 , (2006).
3. Schaffer, G.B., Yao, J.-Y., Bonner, S.J., Crossin, E., Pas, S.J. and Hill, A.J., " *The effect of tin and nitrogen on liquid phase sintering of Al–Cu–Mg–Si alloys*", Acta Materialia, Vol. 56 , pp. 2615–262, (2008).
4. Martin, J. and Castro , F., "*Liquid phase sintering of P/M aluminium alloys: effect of processing conditions*", J Mater Process Technol, Vol. 814, pp. 143–144, (2003).
5. Pieczonka , T., Schubert , Th., Baunack , S. and Kiebac, B.,"*Dimensional behaviour of aluminum sintered in different atmospheres*", Mater Sci Eng A , Vol. 478, pp. 251–256, (2008).
6. Sercombe, T.B. and Schaffer, G.B.,"*On the use of trace additions of Sn to enhance sintered 2xxx series Al powder alloys*", Mater Sci Eng, vol. A268, pp. 32–39, (1999).
7. Schaffer, G. B. , Huo, S. H., Drennan, J. and Auchterlonie, G. J.,"*The effect of trace elements on the sintering of an Al–Zn–Mg–Cu alloy*", Acta mater, vol. 49, pp. 2671–2678, (2001).
8. Mosher, W.G.E., Kipouros, G.J., Caley, W.F., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P.," *On the development of a hypoeutectic aluminium-silicon powder metallurgy alloy*", Powder Metall, in press, (2010).
9. ASTM B328 – 96 (Reapproved 2003), "*Standard test method for density, oil content, and interconnected porosity of sintered metal structural parts and oil-impregnated bearings*", (2003).
10. ASTM B 528-99, "*Standard test method for transverse rupture strength of metal powder specimens*"(2003).
11. Kondoh, K., Kimura, A. And Watanabe, R. "*Effect of Mg on sintering phenomenon of aluminium*

alloy powder particle", Powder Metall, Vol. 44(2), pp. 161-164 , (2001)

12. Rosazza Prin, G., Baffie , T., Jeymond, M. and Eustathopoulos , N.," *Contact angles and spreading kinetics of Al And Al–Cu alloys on sintered AlN*", Mater Sci Eng, vol. A298, pp. 34-43, (2001).
13. Laurent, V., Chatain, D., Chatillon, C. and Eustathopoulos, N.,"*Wettability of monocrystalline alumina by aluminium between its melting point and 1273 K* ", Acta Mater, vol. 36, pp. 1797-1803, (1988).
14. Arockiasamy, A., German, R. M. , Wang, P., Horstemeyer, M. F., Morgan, W. And Park,S. J.,"*Sintering behavior of Al-6061 powder produced by rapid solidification process*", Powder Metall, pp.1-6, (2010).
15. Macaskill, I. A., Hexemer, R.L., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P.,"*Effect of magnesium, tin and nitrogen on the sintering response of aluminum powder*", J Mater Process Technol, vol. 210, pp. 2252-2260, (2010).